

ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ НА МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ КЕРАМИКИ

Веселова Е. М., Ванина Е. А.

ФГБОУ ВПО «Амурский государственный университет», Благовещенск, Россия (675027, Благовещенск, ул. Игнатъевское шоссе, 21), e-mail: evanina@yandex.ru

Проведены теоретические исследования влияния плотности дислокаций на механическую прочность керамики. Установлено, что прочностные свойства керамических материалов зависят от характера распределения дефектов структуры, поэтому предложено использовать кинетическое уравнение для описания пространственной эволюции дислокаций в условиях облучения. Представлена математическая модель упорядочения дислокаций в кристаллической фазе керамических материалов после нейтронного облучения и оценка периода, образующейся при этом решетки плотности дислокаций. На основании уравнения эволюции средней плотности дислокаций в процессе пластической деформации получено кинетическое уравнение. Кинетическое уравнение, описывающее изменение средней плотности дислокаций с повышением сдвиговой деформации, определяет прочностные свойства керамических материалов. На основании уравнения эволюции средней плотности дислокаций в процессе пластической деформации получено кинетическое уравнение.

Ключевые слова: керамика, радиационные дефекты, дислокации, механическая прочность.

INFLUENCE OF DISLOCATIONS ON MECHANICAL DURABILITY OF CERAMICS

Veselova E. M., Vanina E. A.

Amur State University Blagoveshchensk, Russia (675027, Blagoveshchensk, Ignatyevskoe St. 21), e-mail: evanina@yandex.ru

Influence of dislocations on mechanical durability of ceramics has investigated by theoretical methods. It was established that strength properties of ceramic materials in dependence on disposition of structure defects distribution. Use of kinetic equation for description of spatial dislocation evolution in radiation conditions is proposed. Mathematical model of ordering dislocations in crystal phase of ceramics materials is introduced. Lattice constant of dislocation density is estimated. On the base of evolution equation of medium dislocation density in plastic deformation the kinetic equation was obtained. The kinetic equation described change of medium dislocation density with increasing shear deformation determines durability properties of ceramic materials. On the base of evolution equation of medium dislocation density in plastic deformation the kinetic equation was obtained.

Key words: ceramics, radiation defects, dislocations, mechanical durability.

Введение

Перспективы применения керамических материалов связаны с их механическими, тепловыми и химическими свойствами. Исследование механической прочности керамических материалов на основе оксида алюминия, работающих в экстремальных условиях эксплуатации, представляет не только научный, но и практический интерес, так как их области применения расширяются с каждым годом.

Прочностные свойства материалов особенно чувствительны к структурно-фазовому состоянию, наличию и характеру распределения дефектов структуры. Изменение прочности может быть связано с перераспределением внутренних напряжений в керамических материалах. На прочностные свойства материалов существенно влияют радиационно-индуцированные процессы, такие как высокая неравновесная концентрация точечных

дефектов, зарождение и рост вакансионных, межузельных дислокационных петель, эволюция и создание дислокационной структуры и др. [5, 4].

На сегодня остается открытым вопрос, каким образом располагаются радиационные точечные дефекты и дислокации в керамических материалах, поскольку при их создании материалы находятся в условиях, когда могут происходить процессы самоорганизации и образовываться различные упорядоченные структуры радиационных дефектов. В свою очередь наличие таких структур будет влиять на механические свойства материалов. Поэтому теоретический анализ параметров, при которых наблюдается формирование упорядоченных дислокационных структур в керамических материалах, является актуальным. При этом рассматриваемая модель этих процессов позволяет предсказать условия и значения критических параметров, при которых формируется определенная дефектная структура материала.

Целью данной работы является теоретический анализ процесса самоорганизации дислокаций в керамических материалах после воздействия излучения и исследование влияния его на механическую прочность.

Результаты и обсуждение

Дислокационно-кинетический подход к качественному анализу прочности поликристаллических материалов предполагает, что дислокации как элементарные носители пластической деформации вместе с вакансиями определяют все явления в поликристаллических телах, связанные с их прочностью [5].

В более широком аспекте уравнения дислокационной кинетики при надлежащем включении в них структурных факторов могут служить основой при моделировании и прогнозировании прочностных свойств материалов, а также при разработке технологических процессов улучшения их эксплуатационных характеристик.

В работе [2] представлена математическая модель упорядочения дислокаций в кристаллической фазе керамических материалов на основе $\alpha-Al_2O_3$ после нейтронного облучения и оценка периода, образующейся при этом решетки плотности дислокаций.

Уравнение для плотности числа дислокаций имеет вид [1, 3]:

$$\frac{\partial \rho_d}{\partial t} = D \frac{\partial^2 \rho_d}{\partial x^2} - \frac{\rho_d |\theta_d| D}{k_B T} \frac{\partial^2}{\partial x^2} (\text{div } u_f) \Big|_{z=0} + P_0 \quad (1)$$

где ρ_d – плотность дислокаций, P_0 – пространственно-однородный источник генерации дислокаций, определяющий однородную вдоль x плотность дислокации ρ_{d_0} ; $D = D_v n_v a^3$ – коэффициент диффузии дислокаций; u_f – вектор смещения среды с дислокациями.

Поверхностный слой с большой плотностью дислокаций можно рассматривать как пленку толщины h на подложке. Будем считать, что ось z направлена вглубь материала, так что плоскость $z = 0$ совпадает с границей раздела поверхностного слоя с подложкой.

Деформация пленки выражается через изгибную координату пленки ξ , то есть через смещение точек средней плоскости пленки по z от равновесного положения. Уравнение для смещения имеет вид [1]

$$\frac{\partial^2 \xi}{\partial t^2} + c^2 l_0^2 \frac{\partial^4 \xi}{\partial x^4} = \frac{\sigma_{\perp}}{\rho_f h}, \quad (2)$$

где $c^2 = \frac{E}{\rho_f(1-\nu)}$; E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона; $l_0^2 = \frac{h^2}{12}$, σ_{\perp} – перпендикулярное к поверхности пленки напряжение.

Изгибная координата ξ связана с деформацией пленки $\text{div} u_f$ как [1]

$$\text{div} u_f = -\frac{1-2\nu}{1-\nu} \left(z + \frac{h}{2} \right) \frac{\partial^2 \xi}{\partial x^2}. \quad (3)$$

Изгиб пленки вызывает появление деформации среды:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = c_i^2 \Delta u + (c_l^2 - c_t^2) \text{grad}(\text{div}(u)), \quad (4)$$

где u – вектор смещения среды, $c_{l,t}$ – поперечная и продольная скорости звука в подложке,

$c_t^2 = \frac{E}{2\rho(1+\nu)}$, E – модуль Юнга; ρ – плотность подложки, ν – коэффициент Пуассона.

На границе раздела пленка-подложка смещение вдоль оси z происходит непрерывно, то есть

$$u_z|_{z=0} = \xi, \quad (5)$$

$$G \left(\frac{\partial u_x}{\partial z} + \frac{\partial u_z}{\partial x} \right) \Big|_{z=0} = h\theta \frac{\partial \rho_d}{\partial x}, \quad (6)$$

где G – модуль сдвига, $\theta = -ahK$.

Нормальное напряжение в подложке определяет силу, действующую на пленку по оси z

$$\left(\frac{\partial u_z}{\partial z} + (1-2\beta) \frac{\partial u_x}{\partial x} \right) \Big|_{z=0} = \frac{\sigma_{\perp}}{\rho c_t^2}, \quad (7)$$

где ρ – плотность подложки, $\beta = c_t^2 / c_l^2$.

Уравнения (1)–(4) с соответствующими граничными условиями (5)–(7) являются исходными уравнениями для анализа дислокационно-деформационной неустойчивости.

Качественный анализ системы нелинейных уравнений (1)–(4) позволяет получить дисперсионное уравнение, которое позволяет установить связь между инкрементом неустойчивости и волновым вектором Фурье гармоники неоднородного распределения плотности дефектов $\lambda = \lambda(q)$:

$$\lambda = -Dq^2 + \frac{g}{1 + \alpha h^3 q^3} q^4, \quad (8)$$

где $\alpha = \frac{1}{24} \frac{\rho_f}{\rho} \frac{c^2}{c_t^2} \frac{1}{1 - \beta}$, $g = \rho_{d0} \frac{|\theta_v \theta_d| \beta h^2 v D}{4(1 - \beta) G k_B T}$, $\theta_d = -ahK$, $\beta = c_t^2 / c_l^2$, G – модуль сдвига.

При $\lambda > 0$ возникает дислокационно-деформационная неустойчивость с образованием решетки плотности дислокаций, причем период этой решетки $d = \frac{2\pi}{q_m}$, где q_m – значение q , при котором достигается максимальное значение инкремента неустойчивости λ . При условии $\alpha h^3 q^3 > 1$ из (8) имеем:

$$d = \frac{2\pi}{3} \left(\frac{G}{K} \right) \left(\frac{\rho_f}{\rho} \right) \left(\frac{c^2}{c_t^2} \right) \left(\frac{k_B T}{K a^3} \right) \frac{1}{\rho_{d0} a} \approx \left(\frac{k_B T}{K a^3} \right) \frac{1}{\rho_{d0} a}. \quad (9)$$

Неустойчивость гармоники q возникает, когда средняя плотность дислокаций превосходит критическое значение:

$$\rho_d > \rho_{dкр.} \equiv \left(\frac{\alpha h^3}{A} \right) Dq. \quad (10)$$

Рассмотренная модель радиационного упорядочения дислокаций в керамических материалах, основанная на представлениях модели дислокационно-деформационной неустойчивости, адекватно описывает процесс эволюции дислокаций на поверхности образца и позволяет оценить период образующейся структуры в виде (9), при этом учтен в виде добавочного слагаемого в уравнении для плотности числа дислокаций (1) источник генерации дислокаций.

В результате проведенного анализа на неустойчивость получено аналитическое выражение для критического значения плотности дислокаций, при превышении которого происходят процессы упорядочения дислокаций. В свою очередь, процессы самоорганизации дислокаций определяют образование различных дислокационных и деформационных структур в материале, а также характер деформационного упрочнения материала.

Для того чтобы установить влияние плотности дислокаций на механическую прочность керамики, предложено использовать кинетическое уравнение для описания пространственной эволюции дислокаций в условиях облучения. Поскольку прочностные свойства керамических материалов зависят от характера распределения дефектов структуры.

Дислокационный подход к проблеме упрочнения поликристаллических материалов предполагает, что напряжение их пластического течения τ определяется взаимодействием дислокаций друг с другом и с другими препятствиями в решетке в соответствии с известным соотношением Тейлора для дислокационного упрочнения кристаллического материала [5]

$$\tau = \tau_f + \alpha \mu b \rho^{\frac{1}{2}}, \quad (11)$$

где ρ – средняя плотность дислокаций в материале, α – постоянная взаимодействия дислокаций друг с другом, τ_f – напряжение трения при взаимодействии движущихся дислокаций с решеточными дефектами и различными препятствиями не деформационного происхождения. Справедливость соотношения (11) для поликристаллических материалов проверена на большом их числе вплоть до плотностей дислокаций 10^{15} – 10^{16} м⁻² [1]. В (11) фигурирует однородная средняя плотность дислокаций в материале. В случае неравномерного их распределения, например, в виде различных дислокационных структур, эта формула также справедлива, но постоянная взаимодействия дислокаций α принимает эффективное значение [5].

В процессе нагружения плотность дислокаций в материале возрастает вследствие работы дислокационных источников и размножения дислокаций. С другой стороны, скорость аккумуляции дислокаций материалом ограничивается процессом аннигиляции дислокаций, который происходит как при низких, так и при умеренных и повышенных температурах. Поликристалличность материала приводит к интенсификации в нем процесса накопления дислокаций, а в случае ультрамелкозернистых материалов к интенсификации процесса аннигиляции дислокаций в границах зерен ввиду возрастающего соотношения между поверхностью зерен и их объемом и сильного укорочения диффузионных расстояний в границах мелкозернистых агрегатов.

Уравнение эволюции средней плотности дислокаций со временем t в процессе пластической деформации можно записать в следующем общем виде:

$$\frac{d\rho}{dt} = \left(\frac{\beta}{d} + \frac{1}{\lambda_m} + \frac{1}{\lambda_f} \right) u \rho - \left(h_a u \rho^2 + \frac{\rho}{t_d} \right), \quad (12)$$

где λ_m и λ_f – соответствующие расстояния свободного пробега дислокаций между актами двойного поперечного скольжения, β – некоторый коэффициент, u – скорость перемещения дислокаций вдоль плоскостей скольжения, h_a – характерное расстояние аннигиляции винтовых участков дислокационных петель, t_d – характерное время.

В условиях одноосной деформации растяжения или сжатия с постоянной скоростью $\dot{\varepsilon} = \dot{\gamma}/m$ для скорости изменения плотности дислокаций имеем соотношение $\frac{d\rho}{dt} = \left(\frac{d\rho}{d\gamma}\right)\dot{\gamma}$, где $\dot{\gamma} = b\rho u$ – скорость сдвиговой деформации, u – скорость дислокаций, $m = 3.05$ – фактор Тейлора для поликристалла. Подставляя его в (12), получаем уравнение, описывающее изменение средней плотности дислокаций с ростом сдвиговой деформации $\gamma = m\varepsilon$,

$$\frac{d\rho}{d\gamma} = \left(\frac{\beta}{bd} + \frac{1}{b\lambda_m} + k_f\rho\frac{1}{2}\right) - \left(k_a\rho + \frac{\rho}{\dot{\gamma}t_d}\right), \quad (13)$$

где $k_f = \delta_f/b$ – коэффициент, определяющий интенсивность размножения дислокаций ($bk_f = \delta_f \approx 10^{-2}$), $k_a = h_a/b$ – коэффициент аннигиляции винтовых дислокаций.

Кинетический подход позволяет установить связи между стадиями деформационного упрочнения материала и формирующимися на них дислокационными структурами. Формирование неоднородных дислокационных структур есть следствие пространственно-временной самоорганизации дислокаций в материале.

Выводы

В результате исследования влияния плотности дислокаций на механическую прочность керамики можно сделать выводы:

1. Прочностные свойства керамических материалов зависят от характера распределения дефектов структуры, поэтому предложено использовать кинетическое уравнение для описания пространственной эволюции дислокаций в условиях облучения.

2. На основании уравнения эволюции средней плотности дислокаций в процессе пластической деформации получено кинетическое уравнение, описывающее изменение средней плотности дислокаций с ростом сдвиговой деформации, являющееся основой анализа экспериментальных данных.

Список литературы

1. Банишев А. Ф. Образование периодических структур дислокаций при лазерном воздействии на поверхность полупроводников [Текст] / А. Ф. Банишев, В. И. Емельянов, Б. Л. Володин, К. С. Мерзляков // Физика твердого тела. – 1990. – Т. 32. – № 9. – С. 2529–2533.
2. Ванина Е. А. Пострадиационное упорядочение дефектов в керамических материалах [Текст] / Е. А. Ванина, Е. С. Астапова, Е. М. Веселова // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – № 2. – С. 47–49.

3. Емельянов В. И. Самоорганизация упорядоченных дефектно-деформационных микро- и наноструктур на поверхности твердых тел под действием лазерного излучения [Текст] / В. И. Емельянов // Квантовая электроника. – 1999. – Т. 28. – № 1. – С. 2–18.
4. Костюков Н. С. Механическая и электрическая прочность и изменение структуры при облучении: Серия «Диэлектрики и радиация» [Текст] / Н. С. Костюков, Е. С. Астапова, Е. Б. Пивченко, Е. А. Ванина и др. – М.: Наука, 2003. – Т. 3. – 256 с.
5. Малыгин Г. А. Пластичность и прочность поликристаллических материалов [Текст] / Г. А. Малыгин // Физика твердого тела. – 2007. – Т.49. – № 6. – С. 11–25.

Рецензенты:

Ланкин Сергей Викторович, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики и методики преподавания физики ФГБОУ ВПО «Благовещенский государственный педагогический университет», г. Благовещенск.

Астапова Елена Степановна, д.ф.-м.н., профессор, профессор кафедры прикладной информатики и математики НОУ ВПО «Благовещенский филиал Московской академии предпринимательства», г. Благовещенск.